

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-199025

(43)Date of publication of application : 18.07.2000

---

(51)Int.Cl. C22C 14/00  
C22F 1/18  
// C22F 1/00

---

(21)Application number : 11-000675

(71)Applicant : MITSUBISHI HEAVY IND LTD

(22)Date of filing : 05.01.1999

(72)Inventor : TETSUI TOSHIMITSU  
KYOTANI MICHIO

---

(54) TiAl INTERMETALLIC COMPOUND BASE ALLOY, ITS PRODUCTION, TURBINE MEMBER AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a TiAl intermetallic compd. base alloy having oxidation resistance, high temp. strength, toughness and ductility capable of sufficiently corresponding to practical use.

SOLUTION: This alloy has a compsn. by weight, 44.5 to 48.5% Al, 5 to 9.5% Nb, 0.5 to 2% Cr, 0.1 to 0.4% Si, 0.1 to 0.4% Ni, and the balance Ti with inevitable impurities and a two phase structure of a lamellar structure composed of a  $\gamma$ -TiAl phase and an  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al phase and a  $\gamma$  phase or a three phase structure of a lamellar structure, a  $\gamma$ -TiAl phase and a  $\beta$  phase.

---

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 19.08.2002

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

## \* NOTICES \*

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

---

CLAIMS

---

## [Claim(s)]

[Claim 1] The TiAl system intermetallic-compound radical alloy characterized by having the presentation which consists of a remainder unescapable impurity and Ti, and having the three-phase-circuit organization of the lamellar organization which consists of a gamma-TiAl phase and an alpha2-Ti3aluminum phase, 2 phase organizations of gamma phase or a lamellar organization, a gamma-TiAl phase, and a parent phase by atomic % aluminum:44.5-48.5%, Nb:5-9.5%, Cr:0.5-2%, Si:0.1-0.4%, and nickel:0.1-0.4%.

[Claim 2] The TiAl system intermetallic-compound radical alloy according to claim 1 mainly formed with the lamellar organization which consists of a gamma-TiAl phase and an alpha2-Ti3aluminum phase.

[Claim 3] The TiAl system intermetallic-compound radical alloy according to claim 2 whose average of spacing of the adjoining alpha2-Ti3aluminum phase the mean particle diameter of the lamellar organization which consists of a gamma-TiAl phase and an alpha2-Ti3aluminum phase is 300 micrometers or less, and is 2 micrometers or less.

[Claim 4] The TiAl system intermetallic-compound radical alloy according to claim 1 to 3 whose oxygen content as an impurity is 1000 ppm or less.

[Claim 5] The TiAl system intermetallic-compound radical alloy according to claim 1 to 4 whose TiAl system intermetallic-compound radical alloy is a casting alloy.

[Claim 6] By atomic %, aluminum:44.5-48.5%, Nb:5-9.5%, Cr:0.5-2%, Si: The process which casts the alloy molten metal which consists of a remainder unescapable impurity and Ti 0.1-0.4% and nickel:0.1-0.4%, and obtains the casting, The manufacture approach of the TiAl system intermetallic-compound radical alloy characterized by consisting of a process which carries out heating maintenance of said casting 10 minutes or more in a 1300-1400-degree C temperature requirement, and a process which performs quenching processing after carrying out heating maintenance.

[Claim 7] The manufacture approach of the TiAl system intermetallic-compound radical alloy according to claim 6 which carries out heating maintenance after performing hot isostatic press processing to the obtained casting.

[Claim 8] The manufacture approach of a TiAl system intermetallic-compound radical alloy according to claim 6 or 7 that perform a heating maintenance process under a non-oxidizing atmosphere, and installation of inert gas and churning perform quenching processing.

[Claim 9] Quenching processing is the manufacture approach of a TiAl system intermetallic-compound radical alloy according to claim 6 to 8 of performing from heating retention temperature to 1000 degrees C with the cooling rate of 20-500 degrees C / min.

[Claim 10] By atomic %, aluminum:44.5-48.5%, Nb:5-9.5%, Cr:0.5-2%, It has the presentation which consists of a remainder unescapable impurity and Ti Si:0.1-0.4% and nickel:0.1-0.4%. The turbine member characterized by consisting of TiAl system intermetallic-compound radical alloys characterized by having the three-phase-circuit organization of the lamellar organization which consists of a gamma-TiAl phase and an alpha2-Ti3aluminum phase, 2 phase organizations of a gamma-TiAl phase or a lamellar organization, a gamma-TiAl phase, and a parent phase.

[Claim 11] The turbine member according to claim 10 which mainly consists of lamellar organizations which consist of a gamma-TiAl phase and an alpha2-Ti3aluminum phase.

[Claim 12] By atomic %, aluminum:44.5-48.5%, Nb:5-9.5%, Cr:0.5-2%, Si: The process which casts the alloy molten metal which consists of a remainder unescapable impurity and Ti 0.1-0.4% and nickel:0.1-0.4%, and obtains a turbine-wheel material, The manufacture approach of the turbine member characterized by consisting of a process which carries out heating maintenance of said turbine-wheel material 10 minutes or more in a 1300-1400-degree C temperature requirement, and a process which performs quenching processing after carrying out heating maintenance.

[Claim 13] The manufacture approach of the turbine member according to claim 12 which carries out heating maintenance after performing hot isostatic press processing to the obtained turbine-wheel material.

[Claim 14] The manufacture approach of a turbine member according to claim 12 or 13 that perform a heating

maintenance process under a non-oxidizing atmosphere, and installation of inert gas and churning perform quenching processing.

[Claim 15] Quenching processing is the manufacture approach of a turbine member according to claim 12 to 14 of performing from heating retention temperature to 1000 degrees C with the cooling rate of 20-500 degrees C / min.

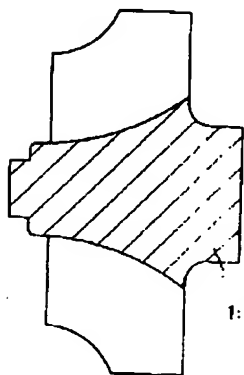
[Claim 16] The TiAl system intermetallic-compound radical casting alloy characterized by average spacing of the  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>aluminum phase which the mean particle diameter of said lamellar organization which makes the main phase is 300 micrometers or less, and adjoins in this lamellar organization in the three-phase-circuit organization of the lamellar organization which consists of a gamma-TiAl phase and an  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>aluminum phase, 2 phase organizations of a gamma-TiAl phase or a lamellar organization, a gamma-TiAl phase, and a parent phase being 2 micrometers or less.

---

[Translation done.]

Drawing selection drawing 1

---



1: タービンホイール

---

[Translation done.]

**\* NOTICES \***

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.\*\*\*\* shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

---

**DETAILED DESCRIPTION**

---

**[Detailed Description of the Invention]****[0001]**

[Field of the Invention] This invention relates to the TiAl system intermetallic-compound radical alloy suitable for using for rotation components, such as a turbine wheel of a passenger car and the small supercharger for trucks and a large-sized supercharger for vessels, a jet engine, and industrial gas turbine PUREDO.

**[0002]**

[Description of the Prior Art] From the rise of the interest about an environmental problem in recent years, improvement in effectiveness, such as a jet engine and an industrial gas turbine, is called for for the improvement in the engine performance of the supercharger used for transportation machines, such as a passenger car, a truck, and a vessel, again. One of the important components which govern the engine performance of the above-mentioned product and effectiveness is a turbine, and improvement in a transient response property, elevated-temperature-izing of a turbine inlet temperature, high-speed rotation-ization, etc. are called for from this turbine in recent years. Although amelioration of the ingredient which constitutes rotation components, such as a turbine wheel, a turbine disc, and turbine PUREDO, to these three requests is desired, when making at the base nickel radical superalloy by which current use is carried out said rotation member, about elevated-temperature-izing of a turbine inlet temperature, and rotation [ high-speed ]-izing, the further improvement in high temperature strength including creep strength is required. However, it is almost difficult to desire improvement in high temperature strength of the present nickel radical superalloy from a presentation-viewpoint, for example, examination of the improvement in high temperature strength by special process called single-crystal-izing is advanced. Although its above-mentioned policy is also effective if adoption of this special process is expensive low production articles, such as jet engine PUREDO, in the mass-production article of the complicated configuration of the small supercharger for passenger cars etc., application is difficult in cost. Moreover, about a transient response property, since the specific gravity of nickel radical superalloy is about 8-9 irrespective of the presentation, the improvement cannot be aimed at.

[0003] The alloy (following and TiAl system intermetallic-compound radical alloy) which makes an intermetallic compound TiAl the main phase as an ingredient promising for three improvement in the engine performance more than instead of is attracting attention to nickel radical superalloy. Since specific gravity is as lightweight as about 4, moment of inertia becomes small, and this TiAl system intermetallic-compound radical alloy can expect improvement in a transient response property. Moreover, in body of revolution, since the specific gravity of a TiAl system intermetallic-compound radical alloy is about 1 of nickel radical superalloy/2 in order for what is necessary to be just to take into consideration the specific strength which \*(ed) by specific gravity, if high temperature strength has 1/2 more than nickel radical superalloy, elevated-temperature-izing of a turbine inlet temperature and high-speed rotation-ization of the stress by which a load is carried out will be attained.

[0004] However, the TiAl intermetallic compound had the problem that it was lacking in ordinary temperature ductility, and reinforcement and oxidation resistance fell to it in 700 degrees C or more. Although adding V about ordinary temperature ductility (U.S. Pat. No. 4294615 number) or adding Mn (JP,62-215,B) are proposed, it has not resulted in the reinforcement and oxidation-resistant improvement in a pyrosphere.

[0005] this invention person is performing the following proposals previously to the above situation.

**JP,5-78769,A**

The TiAl system intermetallic-compound radical alloy which has the presentation which consists of 0.1 - 10%, and Ti:25-60% one or more metals chosen from the group which makes an intermetallic compound (Ti, Nb) aluminum the main phase, and consists of Cr, Si, nickel, Zr, Y, V, Mn, Ta, Hf, and Mo aluminum:40-55% and Nb:1-10% [0006]

**JP,9-176763,A**

TiAl system intermetallic-compound radical alloy publication number 10-No. 130756 which consists of the remainder Ti and an unescapable impurity 45 to aluminum 48 atom %, Mo and/or nickel: 0.5-3%, Nb: 5-9%, C: 0.1 - 0.5%, and Mn: 1-2%

aluminum: The TiAl system intermetallic-compound radical alloy which has the presentation which consists of the remainder Ti and an unescapable impurity 45 to 48 atom %, Nb: 5-9%, Cr: 1-2%, Si: 0.2-0.5%, nickel: 0.3-2%, and Y: 0.01 to 0.05%, and consists of cast structure of a detailed homaxial grain [0007]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] Although the alloy proposed in above-mentioned JP, 5-78769, A, JP, 9-176763, A, and JP, 10-130756, A is effective in the oxidation resistance of a TiAl system intermetallic-compound radical alloy, and the improvement in high temperature strength, much more property improvement is desired. Then, this invention offers a technical problem the TiAl system intermetallic-compound radical alloy which has the oxidation resistance which can respond to practical use enough, high temperature strength, and \*\* and ductility.

[0008]

[Means for Solving the Problem] In order to solve the above-mentioned technical problem, when this invention person performed synthetic examination including the manufacture process for obtaining not only a presentation but a microstructure and its organization, he acquired the following knowledge.

1) As a presentation for securing the oxidation resistance which can respond to practical use enough, high temperature strength, and \*\* and ductility, it is atomic % and it is required to consider as the presentation which consists of a remainder unescapable impurity and Ti aluminum: 44.5-48.5%, Nb: 5-9.5%, Cr: 0.5-2%, Si: 0.1-0.4%, and nickel: 0.1-0.4%.

2) the TiAl phase (a gamma-TiAl phase --) which presents gamma phase in microstructure the Ti3aluminum phase (an alpha2-Ti3aluminum phase --) which presents gamma phase and alpha2 phase below Although alpha2 phase makes below the lamellar organization which is carrying out the laminating to tabular main truss Narai Although gamma phase not tabular but massive makes 2 phase organizations which have compound-ized, or a lamellar organization main truss Narai, it is effective to ordinary temperature and the hot improvement in a material property to consider as the three-phase-circuit organization which the phase (parent phase) which presents gamma phase and a parent phase has compound-ized.

3) In order to obtain the two above phases or the TiAl system intermetallic-compound radical alloy of a three-phase-circuit organization, while making a presentation into the above-mentioned range, it is necessary to control time amount whenever [ in heat treatment / stoving temperature ].

[0009] The TiAl system intermetallic-compound radical alloy of this invention is atomic %, and is characterized by having the presentation which consists of a remainder unescapable impurity and Ti, and having the three-phase-circuit organization of the lamellar organization which consists of a gamma phase and alpha2 phase, 2 phase organizations of gamma phase or a lamellar organization, gamma phase, and a parent phase aluminum: 44.5-48.5%, Nb: 5-9.5%, Cr: 0.5-2%, Si: 0.1-0.4%, and nickel: 0.1-0.4%.

[0010] In the above this invention TiAl system intermetallic-compound radical alloy, while the lamellar organization which consists of a gamma phase and alpha2 phase forms main truss Narai, it has the structure in which alpha2 phase and gamma phase carried out the laminating to tabular in this lamellar organization. And it is desirable for the mean particle diameter of a lamellar organization to be 300 micrometers or less, and for average spacing of alpha2 adjoining phase to be 2 micrometers or less.

[0011] Moreover, the manufacture approach of the TiAl system intermetallic-compound radical alloy in this invention By atomic %, aluminum: 44.5-48.5%, Nb: 5-9.5%, Cr: 0.5-2%, Si: The process which casts the alloy molten metal which consists of a remainder unescapable impurity and Ti 0.1-0.4% and nickel: 0.1-0.4%, and obtains the casting, It is characterized by consisting of a process which carries out heating maintenance of said casting 10 minutes or more in a 1300-1400-degree C temperature requirement, and a process which performs quenching processing after carrying out heating maintenance.

[0012] In this invention, heating maintenance can also be carried out, after performing hot isostatic press processing to the obtained casting. Moreover, it is desirable to perform a heating maintenance process under a non-oxidizing atmosphere, and to perform quenching processing by installation of inert gas and churning. Quenching processing should just perform from heating retention temperature to 1000 degrees C with the cooling rate of 20-500 degrees C / min.

[0013] The reason for component limitation of this invention alloy is explained below.

aluminum: aluminum is the main configuration element of this invention alloy, and forms an intermetallic compound with Ti. At less than 44.5%, ductility [ in / in the concentration of aluminum / ordinary temperature ] falls. On the other hand, if it exceeds 48.5%, high temperature strength will fall. Therefore, in this invention, it may be 44.5 - 48.5%.

[0014] Nb:Nb has oxidation-resistant improvement and the work which raises high temperature strength further. When an addition considers a high-temperature-service way 800 degrees C or more at less than 5%, there is no effectiveness in improvement in oxidation resistance and high temperature strength, and on the other hand, if it exceeds 9.5%, ordinary temperature ductility will fall. Therefore, in this invention, it may be 5 - 9.5%. In addition, less than 6% of the oxidation resistance in the case where long duration is assumed in the about 850-degree C temperature region which is the operating environment of the small supercharger for passenger cars which is one of the objects in this invention is insufficient, and since specific gravity increases while the oxidation resistance according to an addition is not acquired, even if it exceeds 8.5%, considering as 6 - 8.5% is desirable.

[0015] Cr:Cr is added for the purpose of \*\* and the improvement in ductility in ordinary temperature. If less than 0.5% of \*\* and the ductile improvement in ordinary temperature is insufficient and it exceeds 2% on the other hand, high temperature strength will be reduced. Therefore, in this invention, it may be 0.5 - 2%. The desirable amount of Cr is 0.7 - 1.3%.

[0016] Si:Si has the work which raises creep strength with an anti-oxidation disposition top. If the addition effectiveness of an addition is not enough at less than 0.1% and it exceeds 0.4% on the other hand, \*\* and ductility in ordinary temperature will fall. Therefore, in this invention, it may be 0.1 - 0.7%. The amount of desirable Si is 0.15 - 0.35%.

[0017] nickel:nickel is made to add for the purpose of improvement in oxidation resistance and high temperature strength. If the addition effectiveness has an inadequate addition at less than 0.1% and it exceeds 0.4% on the other hand, \*\* and ductility in ordinary temperature will fall. Therefore, in this invention, it may be 0.1 - 0.4%. The amount of desirable nickel is 0.15 - 0.35%.

[0018] Others: Although it consists of an unescapable impurity and Ti except the above-mentioned configuration element, if O (oxygen) is contained exceeding 1000 ppm of an impurity element in the alloy, in order to reduce toughness, regulating O to 1000 ppm or less is recommended.

[0019] Next, the organization of this invention alloy is explained. this invention alloy has the three-phase-circuit organization of the lamellar organization which consists of a gamma phase and alpha2 phase and 2 phase organizations of gamma phase or a lamellar organization, gamma phase, and a parent phase as mentioned above. With the TiAl system intermetallic-compound radical alloy, it has been seriously taken in order for how this lamellar organization is developed to acquire a good mechanical property. This lamellar organization is formed as follows. That is, although it is alpha phase in the state of an elevated temperature, it is formed because alpha phase in which gamma phase deposits in the shape of a layer, and remains changes with regulation transformations from alpha phase to alpha2 phase by the cooling process.

[0020] If a lamellar organization has the gestalt in which gamma phase and alpha2 phase carried out the laminating and catches it in the cross section of a direction perpendicular to the direction of a laminating, gamma phase and alpha2 phase exist by turns. And spacing of adjoining alpha2 phases with comparatively easy observation can be defined as lamellar spacing. Ideally, it consists of only lamellar organizations 200 micrometers or less desirably, and 300 micrometers of things with a small particle size for which lamellar spacing has desirably 2 micrometers or less of organizations 1 micrometer or less of a TiAl system intermetallic-compound radical alloy are specifically an ideal further.

[0021] Since the deposit of gamma phase will not catch up in a cooling process if a cooling rate is too quick, the so-called MASSHIBU transformation arises and it does not become a lamellar organization, and there are too many deposits of gamma phase when a cooling rate is too slow and lamellar spacing becomes large, it is common by controlling a cooling rate to make the organization ideal. In addition, it is to become a problem as a cooling rate to 1000 degrees C which histogenesis completes, and, in the cooling rate in the temperature region not more than it, a problem does not become in essence.

[0022] In a TiAl system intermetallic-compound radical alloy, it is possible by heat-treating in alpha phase monolayer field to constitute the whole of the organization from lamellar one. However, not adding plastic working under a possible elevated temperature by forging etc., if it holds at an elevated temperature simply, a lamellar organization will grow easily to the particle size of 1mm or more, and an ingredient will become weak. Therefore, in order to obtain the above ideal organizations, it was indispensable conditions to add plastic working by hot working, such as forging and extrusion. When putting in another way, in the precise casting to which plastic working, such as forging, is not added, it was difficult for a lamellar organization to carry out abnormality growth and to obtain an ideal organization.

[0023] So, in this invention, we decided to prevent big and rough-ization of a lamellar organization by introducing other phases between lamellar organizations. gamma phase or gamma phase, and a parent phase tend to be made to remain between lamellar organizations, and, more specifically, it is going to prevent big and rough-ization of a lamellar

organization. However, it cannot be overemphasized that it is desirable to hold down to the minimum of extent required for big and rough-ized prevention of a lamellar organization as for the rate of an abundance ratio of a parent phase and gamma phase. As one index, 70 - 97% of lamellar organizations exists at the rate of area, and it is desirable for the remainders to be a parent phase and gamma phase. On the other hand, in order to narrow lamellar spacing, the rate at the time of cooling is made quick in the proper range. That is, after carrying out heating maintenance at temperature to which little gamma phase or gamma phase, and a parent phase exist in alpha interphase, also in the casting, the lamellar organization with a small particle size enabled manufacture of a TiAl system intermetallic-compound radical alloy with narrow nothing and lamellar spacing for the subject of an organization by cooling with a proper cooling rate.

[0024] The manufacture approach of such this invention TiAl system intermetallic-compound radical alloy is explained below. In this invention, it is atomic %, and the alloy which consists of a remainder unescapable impurity and Ti is dissolved and cast aluminum:44.5-48.5%, Nb:5-9.5%, Cr:0.5-2%, Si:0.1-0.4%, and nickel:0.1-0.4%. About the dissolution approach and the casting approach, a well-known approach is conventionally applicable. For example, when aimed at the turbine wheel of a small supercharger, the lost wax process which is precision casting can be applied.

[0025] Next, hot isostatic press processing is performed to the obtained casting. When the casting is comparatively large, this hot isostatic press processing is performed in order for the casting defect of a blow hole etc. to exist in the casting and to extinguish this casting defect. Therefore, in this invention, hot isostatic press processing is the process of arbitration.

[0026] As for the conditions of hot isostatic press processing, it is desirable for :1200-1300 degree C, pressure:1100 - 1300atm, and processing-time:0.5 - 3 hours to cost whenever [ stoving temperature ]. When the temperature of less than 1200 degrees C is insufficient in order to extinguish a casting defect, and it exceeds 1300 degrees C, it is because contamination by scaling cannot be disregarded. In addition, although hot isostatic press processing is performed by non-oxidizing atmospheres, such as an argon, of course, if the partial pressure of the oxygen which exists as an impurity in gas becomes high and temperature becomes high in order to pressurize, some oxidation will arise on a front face. Under the present circumstances, although an object product is satisfactory if it can remove a front face, the front face of castings, such as a turbine wheel of a small supercharger, is used as it is, and this oxidation is not desirable what has an aerofoil very thin moreover. If a pressure is inadequate in order to extinguish a casting defect in less than 1100 atms, and 1300atm is exceeded, while effectiveness will be saturated, it is because there is constraint of the equipment of the hot isostatic press in which this is possible being restricted. Even if the processing time is inadequate in less than 0.5 hours in order to extinguish a casting defect, and it exceeds 3 hours, while effectiveness is saturated, it is for processing cost to start.

[0027] In not performing hot isostatic press processing and performing hot isostatic press processing after casting, it carries out heating maintenance 10 minutes or more after hot isostatic press processing in a 1300-1400-degree C temperature requirement. Whenever [ stoving temperature ] is made into 1300-1400 degrees C because the three-phase-circuit organization of the lamellar organization which consists of the organization of this invention, a gamma phase, and alpha2 phase and 2 phase organizations of gamma phase or a lamellar organization, gamma phase, and a parent phase is stabilized and it is obtained in this temperature requirement. In addition, the difference between this 2 phase organization and a three-phase-circuit organization originates in a presentation and few [ heat treatment temperature ] differences, and is produced. However, what is necessary is not to dare distinguish 2 phase organizations and a three-phase-circuit organization, and just to specify the component and heat treatment range where either of two kinds of this organization is obtained, since big and rough-ized prevention of the lamellar organization which is the aim of this invention becomes possible also in which organization.

[0028] When it exceeds the low strength organization which consists of 2 detailed phase organizations of gamma phase and a parent phase at less than 1300 degrees C, and 1400 degrees C, the inclination which serves as an organization of low ductility which consists of lamellar independent big and rough crystal grain is strong. Therefore, as for whenever [ stoving temperature ], it is desirable to consider as 1340-1380 degrees C. Furthermore, since, as for the maintenance to which the maintenance for about 100 minutes is enough for in order to be unable to obtain a desired organization even if it is this invention within the limits, and to obtain a desired organization, and it is exceeded, the heating holding time serves as [ whenever / stoving temperature ] waste of energy in less than 10 minutes, the heating holding time has 10 - 100 good minutes. The more desirable heating holding time is 15 - 70 minutes.

[0029] In addition, in the above heating maintenance, the ambient atmosphere can be made into a non-oxidizing quality for antioxidizing of an ingredient. When especially aimed at a small dimension article, since the effect of oxidation becomes large, considering as a non-oxidizing atmosphere is recommended. Here, a non-oxidizing atmosphere means inert gas ambient atmospheres, such as a vacuum or Ar.

[0030] Quenching processing is carried out after the above heating maintenance. By this quenching processing, it is as narrow as 2 micrometers or less, and lamellar spacing is more desirably set to 1 micrometer or less. As for a cooling rate, it is desirable to be referred to as 20-500 degrees C / min. In under 20 degrees C / min, since there are too many deposits of gamma phase, it is because lamellar spacing becomes large, and the deposit of gamma phase will not catch up if 500 degrees C / min is exceeded, and a lamellar organization is not formed of the so-called MASSHIBU transformation. When heating maintenance is performed under the vacuum or the inert gas ambient atmosphere, while this quenching processing cancels heating after predetermined heating time progress [ whether the gas is made to agitate while introducing inert gas into a heating furnace, when heating maintenance is being carried out under the vacuum, and ] What is necessary is just to agitate the gas as if for the inert gas in a heating furnace to be agitated or for inert gas to newly be introduced into a heating furnace, when heating maintenance is being carried out under the inert gas ambient atmosphere. As a heat treating furnace which can perform such heat treatment, there is a vacuum gas fan cooling heat treating furnace (GFC is called hereafter). However, quenching processing of this invention is not restricted to these modes, and this invention can be carried out, even if it is means, such as introducing inert gas and spraying in this chamber, after taking out from a heat treating furnace, and carrying out air cooling after predetermined heating maintenance or making it move into other chambers.

[0031]

[Embodiment of the Invention] This invention is explained based on a concrete example below.

(Example 1) The ingot of the size of 100mmphi x 150mm l of the presentation shown in Table 1 using the RF skull dissolution was created. Under 1350-1370-degree C a temperature region and a vacuum, heating maintenance was carried out for 20 minutes, and air cooling of this ingot was carried out after that. this ingot to machining -- diameter [ of a parallel part ]: -- the piece of a tensile test (5mm and gauge length: 22mm) and the creep test piece were extracted. Moreover, the piece of an oxidation test of 20mm x 20mm x 2mm t was also extracted. When microstructure observation of the above piece of a tensile test was performed, it was checked that he is the three-phase-circuit organization of 2 phase organizations of the lamellar organization with which any ingredient consists of a gamma phase and alpha2 phase, and gamma phase or a lamellar organization, gamma phase, and a parent phase. Moreover, for any ingredient, an oxygen content is 1000 ppm. It was the following.

[0032] The elongation in the tensile test of a room temperature estimated ordinary temperature ductility. The initial strain rate of a tensile test is  $3.8 \times 10^{-4}$ /s. The fracture time amount in a 800-degree C creep rupture test estimated high temperature strength. Load stress is 220 Kgf(s)/mm. Moreover, the oxidation increase in quantity after holding at 800 degrees C for 500 hours estimated oxidation resistance. The result is collectively shown in Table 1.

[0033]

[Table 1]

No.	合金組成 (原子%)							室温 伸び (%)	クリープ 破断時間 (H)	酸化 増量 (mg/cm <sup>2</sup> )
	Al	Nb	Cr	Si	Ni	O*	Ti			
1	43.8	7.5	1.1	0.28	0.29	753	bal	0.6	770	2.2
2	44.8	7.6	1.0	0.30	0.32	852	bal	1.1	785	2.1
3	46.5	7.6	1.0	0.29	0.31	785	bal	1.3	723	2.0
4	47.6	7.7	0.9	0.31	0.31	658	bal	1.3	659	2.3
5	49.1	7.3	0.9	0.31	0.29	950	bal	1.5	458	2.2
6	46.1	3.9	0.8	0.32	0.31	580	bal	1.5	565	6.8
7	46.2	5.4	0.9	0.31	0.30	680	bal	1.4	671	3.3
8	46.3	7.1	1.1	0.30	0.28	738	bal	1.3	723	2.1
9	46.0	8.7	1.2	0.31	0.31	852	bal	1.2	741	1.8
10	45.9	10.3	1.0	0.30	0.29	580	bal	0.8	458	1.8
11	45.9	8.5	0.3	0.29	0.30	726	bal	0.4	805	1.6
12	46.0	8.2	0.7	0.31	0.31	485	bal	1	756	1.7
13	46.0	8.4	1.0	0.30	0.33	562	bal	1.3	685	1.8
14	45.9	8.5	1.4	0.31	0.27	850	bal	1.5	652	2.0
15	46.1	8.3	1.8	0.33	0.28	483	bal	1.6	634	2.3
16	45.8	8.3	2.3	0.29	0.26	653	bal	1.6	508	2.5
17	46.0	8.5	1.1	0.05	0.33	921	bal	1.4	468	2.2
18	45.9	8.6	1.1	0.15	0.30	695	bal	1.4	655	2.1
19	45.8	8.7	1.0	0.24	0.30	783	bal	1.2	754	2.0
20	46.0	8.2	1.0	0.36	0.28	485	bal	1.1	775	1.8
21	46.2	8.6	0.9	0.47	0.30	586	bal	0.6	784	1.7
22	45.9	8.4	1.0	0.31	0.14	693	bal	1.4	515	2.1
23	45.8	8.5	0.9	0.30	0.28	785	bal	1.3	654	2.1
24	45.8	8.6	1.0	0.29	0.34	596	bal	1.2	695	1.9
25	46.0	8.3	1.2	0.28	0.47	856	bal	0.8	704	1.8

\* O (酸素) 量は PPM

[0034] No.1-5 are an ingredient for checking the effect of aluminum content, and, as for an example with few amounts of aluminum than this invention range, and No.5, No.1 is [ an example with more amounts of aluminum than this invention range and No.2-4 ] the things of this invention within the limits. Room temperature elongation improves and creep rupture time tends to decrease as the amount of aluminum increases. And to No.2-4 in this invention within the limits having acquired the property which room temperature elongation calls [ oxidation increase in quantity ] for 650 hours or more, and creep rupture time calls two or less 2.3 mg/cm 1.1% or more, room temperature elongation was insufficient for No.1 with few amounts of aluminum with 0.6%, and, as for No.5 with many amounts of aluminum, creep rupture time brought 458 hours and an inferior result. Let the amount of aluminum be 44.5 - 48.5% of range in this invention by the above result. In order to obtain room temperature elongation, creep rupture time, and oxidization increase in quantity with sufficient balance, it is desirable to make the amount of aluminum into 45.5 - 46.5% of range.

[0035] No.6-10 are an ingredient for checking the effect of Nb content, and, as for an example with few amounts of Nb (s) than this invention range, and No.10, No.6 are [ an example with more amounts of Nb(s) than this invention range and No.7-9 ] the things of this invention within the limits. Although creep rupture time and oxidation increase in quantity become good as the amount of Nb(s) increases, room temperature elongation tends to fall. And to No.7-9 in this invention within the limits having acquired the property which room temperature elongation calls [ oxidation increase in quantity ] for 560 hours or more, and creep rupture time calls two or less 3.3 mg/cm 1.2% or more, No.6 with few amounts of Nb(s) were inferior in oxidation increase in quantity with 6.83 mg/cm<sup>2</sup>, and, as for No.10 with many amounts of Nb(s), room temperature elongation brought 0.8% and an inferior result. the above result -- this invention -- setting -- the amount of Nb(s) -- 5 - 9.5% of range -- it may be 6 - 8.5% desirably.

[0036] No.11-16 are an ingredient for checking the effect of Cr content, and, as for an example with few amounts of Cr (s) than this invention range, and No.16, No.11 are [ an example with more amounts of Cr(s) than this invention range and No.12-15 ] the things of this invention within the limits. Although room temperature elongation improves as the amount of Cr(s) increases, creep rupture time and oxidation increase in quantity tend to fall. And to No.12-15 in this invention within the limits having acquired the property which room temperature elongation calls [ oxidation increase in quantity ] for 630 hours or more, and creep rupture time calls two or less 2.3 mg/cm 1.0% or more, No.11 with few amounts of Cr(s) were inferior in room temperature elongation with 0.4%, and, as for No.16 with many amounts of Cr (s), creep rupture time brought 508 hours and an inferior result. the above result -- this invention -- setting -- the

amount of Cr(s) -- 0.5 - 2.0% of range -- it may be 0.7 - 1.3% desirably.

[0037] No.17-21 are an ingredient for checking the effect of Si content, and, as for an example with few amounts of Si than this invention range, and No.21, No.17 are [ an example with more amounts of Si than this invention range and No.18-20 ] the things of this invention within the limits. Although creep rupture time and oxidation increase in quantity improve as the amount of Si increases, room temperature elongation tends to fall. And to No.18-20 in this invention within the limits having acquired the property which room temperature elongation calls [ oxidation increase in quantity ] for 655 hours or more, and creep rupture time calls two or less 2.1 mg/cm 1.1% or more, No.17 with few amounts of Si were inferior in creep rupture time with 468 hours, and, as for No.21 with many amounts of Si, room temperature elongation brought 0.6% and an inferior result. the above result -- this invention -- setting -- the amount of Si -- 0.1 - 0.4% of range -- it may be 0.15 - 0.35% desirably.

[0038] No.22-25 are an ingredient for checking the effect of nickel content, and, as for an example with few amounts of nickel than this invention range, and No.25, No.22 are [ an example with more amounts of nickel than this invention range and No.23-24 ] the things of this invention within the limits. Although creep rupture time and oxidation increase in quantity improve as the amount of nickel increases, room temperature elongation tends to fall. And to No.23-24 in this invention within the limits having acquired the property which room temperature elongation calls [ oxidation increase in quantity ] for 654 hours or more, and creep rupture time calls two or less 2.1 mg/cm 1.2% or more, No.22 with few amounts of nickel were inferior in creep rupture time with 515 hours, and, as for No.24 with many amounts of nickel, room temperature elongation brought 0.8% and an inferior result. the above result -- this invention -- setting -- the amount of nickel -- 0.2 - 0.4% of range -- it may be 0.15 - 0.35% desirably.

[0039] (Example 2) The presentation of an example 1 of No.9 was adopted and the turbine wheel 1 for the small superchargers of structure as shown in drawing 1 with a lost wax process was obtained. Hot isostatic press processing of 2 hours was performed for the obtained turbine foil 1 by 1200 degrees C and 1200atm. When microstructure observation was performed after hot isostatic press processing, they were 2 phase organizations of gamma phase without a lamellar organization, and a parent phase. About other turbine wheels which performed hot isostatic press processing, the following two conditions were heat-treated under the vacuum using the GFC heat treating furnace. It is heat treatment which the heat treatment conditions 1 transfer the fan in a furnace while introducing Ar gas after 1360 degrees C and 30-minute maintenance, and cools compulsorily, and the heat treatment conditions 2 are heat treatments of the cooling approach of these conditions after 1430 degrees C and 30-minute maintenance. When microstructure observation was performed after heat treatment, in the heat treatment conditions 1, it is the three-phase-circuit organization of a lamellar organization, gamma phase, and a parent phase, and it was checked at the rate of area that the sum total of gamma phase and a parent phase is 8%, and the remainder is a lamellar organization substantially. The mean particle diameter of this lamellar organization was 180 micrometers, and lamellar spacing was 0.7 micrometers. Moreover, it was checked on the heat treatment conditions 2 that the whole consists only of a lamellar organization. The mean particle diameter of this lamellar organization was 2500 micrometers, and lamellar spacing was 0.8 micrometers.

[0040] Diameter: 5mm of a turbine wheel to the parallel part which performed microstructure observation after heat treatment of the turbine wheel which performed microstructure observation after hot-isostatic-press processing, and two conditions, gauge length: The 22mm piece of a tensile test and the creep test piece were extracted, and the tensile test and the creep rupture test were carried out like the example 1. Consequently, the test piece extracted from the turbine wheel which performed microstructure observation after hot isostatic press processing showed the property of 0.6% [ of room temperature elongation ], and creep-rupture-time 378 hours. The test piece extracted from the turbine wheel which performed microstructure observation after heat treatment of the heat treatment conditions 1 showed the property of 1.5% [ of room temperature elongation ], and creep-rupture-time 810 hours. Moreover, the test piece extracted from the turbine wheel which performed microstructure observation after heat treatment of the heat treatment conditions 2 showed the property of 0.3% [ of room temperature elongation ], and creep-rupture-time 840 hours. Although a lamellar organization is made into a subject, from this result, an alloy organization by installation of gamma phase or a parent phase The organization which narrowed lamellar spacing by making a cooling rate quick at the same time it prevents big and rough-ization of a lamellar organization It was checked that it is effective for \*\*\*\*\*, ductility, and high-temperature-strength reservation to set particle size of a lamellar organization to 200 micrometers or less, and to specifically set desirably 300 micrometers of 3 micrometers or less of lamellar spacing to 1 micrometer or less.

[0041] (Example 3) In the example 2, the heat treatment conditions in GFC were fluctuated as shown in Table 2, and the effect to which the condition does to a microstructure was observed. The contents of evaluation are the particle size and lamellar spacing of the rate of surface ratio of the lamellar organization by microstructure observation, and a lamellar organization. A result is collectively shown in Table 2.

[0042]

[Table 2]

記号	熱処理温度 (°C)	熱処理時間 (min)	冷却方法	ラメラ 組織比率 (%)	ラメラ 組織粒径 ( $\mu\text{m}$ )	ラメラ 間隔 ( $\mu\text{m}$ )
A	1360	30	炉 冷	80	200	4
B	1250	30	Ar ガス導入 ファン回転	0	—	—
C	1450	30	Ar ガス導入 ファン回転	100	3000	1
D	1360	2	Ar ガス導入 ファン回転	25	130	0.7
E	1360	15	Ar ガス導入 ファン回転	91	170	0.8
F	1360	90	Ar ガス導入 ファン回転	88	280	0.7
G	1360	60	水冷	10	120	0.3

[0043] Although heat treatment A was heat treatment of the heat treatment conditions 1 of an example 2, and the same conditions except that the cooling approach was furnace cooling, in the organization, lamellar spacing became as large as 4 micrometers. It is guessed that it is the cause that this has a slow cooling rate for furnace cooling. Next, although heat treatment time amount and the cooling approach of heat treatment B were the same as that of an example 2, since heat treatment temperature was as low as 1250 degrees C, the lamellar organization did not progress. Moreover, as for 1460 degrees C and the high heat treatment C, heat treatment temperature became a big and rough lamellar organization like the heat treatment conditions 2 of an example 2.

[0044] Moreover, although the heat treatment D with as short heat treatment time amount as 2 minutes had few ratios of a lamellar organization, alpha phase from which 2 phase organizations of gamma phase and a parent phase in which this was formed by hot isostatic press processing metamorphose, and become the radical of a lamellar organization is considered because time amount was insufficient for fully being formed. Moreover, the heat treatment F with as long heat treatment time amount as the heat treatment E for 15 minutes and 90 minutes became the same desirable organization. Although heat treatment G was taken out from the furnace and carried out water cooling of the heat-treated object, since the lamellar organization became a cooling rate is too quick in this case, and is hard to be formed, the ratio of a lamellar organization decreased.

[0045]

[Effect of the Invention] Like explanation, above the TiAl system intermetallic-compound radical alloy of this invention By atomic %, aluminum:44.5-48.5%, Nb:5-9.5%, Cr:0.5-2%, By quenching, after obtaining the casting which consists of a remainder unescapable impurity and Ti Si:0.1-0.4% and nickel:0.1-0.4%, and carrying out heating maintenance 10 minutes or more in a 1300-1400-degree C temperature requirement The TiAl system metal combination radical alloy excellent in \*\*\*\*\* and ductility, high temperature strength, and oxidation resistance is obtained by considering the organization as the three-phase-circuit organization of the lamellar organization which consists of a gamma phase and alpha2 phase, 2 phase organizations of gamma phase or a lamellar organization, gamma phase, and a parent phase.

[0046] Moreover, as well as the ability to respond to elevated-temperature-izing of a turbine inlet temperature, and high-speed rotation-ization, since it excels in high temperature strength and oxidation resistance, since the turbine member using the above this invention alloy is excellent in \*\*\*\* and ductility in a room temperature as a TiAl alloy, while manufacturability, such as machining, is good in a production process, it can avoid problems, such as a crack at the time of processing by which we are anxious about generating in the case of a weak ingredient.

[Translation done.]

DERWENT-ACC-NO: 2000-528416

DERWENT-WEEK: 200048

COPYRIGHT 2005 DERWENT INFORMATION LTD

TITLE: Titanium aluminum group intermetallic alloy for turbine wheel of passenger car and super-charger for tracks, has two or three phase lamellar structure formed by alpha, beta and gamma phase

PATENT-ASSIGNEE: MITSUBISHI JUKOGYO KK[MITO]

PRIORITY-DATA: 1999JP-0000675 (January 5, 1999)

PATENT-FAMILY:

PUB-NO	PUB-DATE	LANGUAGE	PAGES	MAIN-IPC
JP <u>2000199025</u> A	July 18, 2000	N/A	009	C22C 014/00

APPLICATION-DATA:

PUB-NO	APPL-DESCRIPTOR	APPL-NO	APPL-DATE
JP2000199025A	N/A	1999JP-0000675	January 5, 1999

INT-CL (IPC): C22C014/00, C22F001/00 , C22F001/18

ABSTRACTED-PUB-NO: JP2000199025A

BASIC-ABSTRACT:

NOVELTY - Titanium aluminum (TiAl) group intermetallic alloy has a two-phase lamellar structure consisting of gamma -TiAl phase and alpha 2-Ti3Al phase with gamma phase or three-phase lamellar structure consisting of gamma -TiAl phase and beta phase.

DETAILED DESCRIPTION - Titanium aluminum group intermetallic alloy comprises 44.5-48.5 atom% of aluminum (Al), 5-9.5 atom% of niobium (Nb), 0.5-2 atom% of chromium (Cr), 0.1-0.4 atom% of silicon and 0.1-0.4 atom% of nickel along with titanium and unavoidable impurities as remainder.

USE - For rotation components such as turbine wheel of passenger car, small super-charger for tracks and large size super-charger for vessels, jet engines and industrial gas turbines.

ADVANTAGE - Titanium aluminum group intermetallic alloy with excellent ductility, strength and resistance to oxidation, is provided.

CHOSEN-DRAWING: Dwg.1/1

TITLE-TERMS: TITANIUM GROUP INTERMETALLIC ALLOY TURBINE WHEEL PASSENGER CAR

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2000-199025

(P2000-199025A)

(43)公開日 平成12年7月18日(2000.7.18)

(51)IntCl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テーマコード(参考)
C 2 2 C 14/00		C 2 2 C 14/00	Z
C 2 2 F 1/18		C 2 2 F 1/18	H
// C 2 2 F 1/00	6 5 1	1/00	6 5 1 B
	6 8 2		6 8 2
	6 8 7		6 8 7
審査請求 未請求 請求項の数16 O L (全 9 頁) 最終頁に続く			

(21)出願番号 特願平11-675

(22)出願日 平成11年1月5日(1999.1.5)

(71)出願人 000006208

三菱重工株式会社

東京都千代田区丸の内二丁目5番1号

(72)発明者 鉄井 利光

長崎県長崎市深堀町五丁目717番1号 三

菱重工株式会社長崎研究所内

(72)発明者 京谷 美智男

神奈川県相模原市田名3000番地 三菱重工

株式会社相模原製作所内

(74)代理人 100112737

弁理士 藤田 孝晴 (外3名)

(54)【発明の名称】 T i A l系金属間化合物基合金およびその製造方法、タービン部材およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】 実用に十分対応しうる耐酸化性、高温強度、  
靱・延性を有するT i A l系金属間化合物基合金を提供  
する。

【解決手段】 原子%で、A l : 44.5~48.5  
%、N b : 5~9.5%、C r : 0.5~2%、S i :  
0.1~0.4%、N i : 0.1~0.4%、残部不可  
避的不純物およびT i からなる組成を有し、 $\gamma$ -T i A  
l相および $\alpha_2$ -T i<sub>3</sub>A l相からなるラメラ組織と $\gamma$   
相の2相組織、またはラメラ組織、 $\gamma$ -T i A l相お  
よび $\beta$ 相の3相組織を有することを特徴とするT i A l  
系金属間化合物基合金。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 原子%で、Al:44.5~48.5%、Nb:5~9.5%、Cr:0.5~2%、Si:0.1~0.4%、Ni:0.1~0.4%、残部不可避免的な不純物およびTiからなる組成を有し、 $\gamma$ -TiAl相および $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al相からなるラメラ組織と $\gamma$ 相の2相組織、またはラメラ組織、 $\gamma$ -TiAl相および $\beta$ 相の3相組織を有することを特徴とするTiAl系金属間化合物基合金。

【請求項2】  $\gamma$ -TiAl相および $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al相からなるラメラ組織で主に形成される請求項1に記載のTiAl系金属間化合物基合金。

【請求項3】  $\gamma$ -TiAl相および $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al相からなるラメラ組織の平均粒径が300 $\mu$ m以下であり、隣接する $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al相の間隔の平均が2 $\mu$ m以下である請求項2に記載のTiAl系金属間化合物基合金。

【請求項4】 不純物としての酸素含有量が1000ppm以下である請求項1~3のいずれかに記載のTiAl系金属間化合物基合金。

【請求項5】 TiAl系金属間化合物基合金が鋳造合金である請求項1~4のいずれかに記載のTiAl系金属間化合物基合金。

【請求項6】 原子%で、Al:44.5~48.5%、Nb:5~9.5%、Cr:0.5~2%、Si:0.1~0.4%、Ni:0.1~0.4%、残部不可避免的な不純物およびTiからなる合金溶湯を鋳造して鋳造物を得る工程、前記鋳造物を1300~1400℃の温度範囲にて10分以上加熱保持する工程、加熱保持した後急冷処理を施す工程、とからなることを特徴とするTiAl系金属間化合物基合金の製造方法。

【請求項7】 得られた鋳造物に熱間静水圧プレス処理を施した後に加熱保持する請求項6に記載のTiAl系金属間化合物基合金の製造方法。

【請求項8】 加熱保持工程を非酸化性雰囲気下で行い、急冷処理を不活性ガスの導入、攪拌により行なう請求項6又は7に記載のTiAl系金属間化合物基合金の製造方法。

【請求項9】 急冷処理は、加熱保持温度から1000℃までを20~500℃/minの冷却速度で行う請求項6~8のいずれかに記載のTiAl系金属間化合物基合金の製造方法。

【請求項10】 原子%で、Al:44.5~48.5%、Nb:5~9.5%、Cr:0.5~2%、Si:0.1~0.4%、Ni:0.1~0.4%、残部不可避免的な不純物およびTiからなる組成を有し、 $\gamma$ -TiAl相および $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al相からなるラメラ組織と $\gamma$ -TiAl相の2相組織、またはラメラ組織、 $\gamma$ -TiAl相および $\beta$ 相の3相組織を有することを特徴とするTiAl系金属間化合物基合金から構成されることを特

徴とするタービン部材。

【請求項11】  $\gamma$ -TiAl相および $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al相からなるラメラ組織で主に構成される請求項10に記載のタービン部材。

【請求項12】 原子%で、Al:44.5~48.5%、Nb:5~9.5%、Cr:0.5~2%、Si:0.1~0.4%、Ni:0.1~0.4%、残部不可避免的な不純物およびTiからなる合金溶湯を鋳造してタービンホイール素材を得る工程、前記タービンホイール素材を1300~1400℃の温度範囲で10分以上加熱保持する工程、加熱保持した後急冷処理を施す工程、とからなることを特徴とするタービン部材の製造方法。

【請求項13】 得られたタービンホイール素材に熱間静水圧プレス処理を施した後に加熱保持する請求項12に記載のタービン部材の製造方法。

【請求項14】 加熱保持工程を非酸化性雰囲気下で行い、急冷処理を不活性ガスの導入、攪拌により行なう請求項12又は13に記載のタービン部材の製造方法。

【請求項15】 急冷処理は、加熱保持温度から1000℃までを20~500℃/minの冷却速度で行う請求項12~14のいずれかに記載のタービン部材の製造方法。

【請求項16】  $\gamma$ -TiAl相および $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al相からなるラメラ組織と $\gamma$ -TiAl相の2相組織、またはラメラ組織、 $\gamma$ -TiAl相および $\beta$ 相の3相組織で、主相をなす前記ラメラ組織の平均粒径が300 $\mu$ m以下であり、このラメラ組織において隣接する $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al相の平均間隔が2 $\mu$ m以下であることを特徴とするTiAl系金属間化合物基鋳造合金。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は乗用車、トラック用小型過給機のタービンホイールおよび船舶用大型過給機、ジェットエンジン、産業用ガスタービンブレード等の回転部品に用いるのに適したTiAl系金属間化合物基合金に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】近年の環境問題への関心の高まりから、乗用車、トラック、船舶などの輸送機械に用いられる過給機の性能向上が、またジェットエンジン、産業用ガスタービンなどの効率の向上が求められている。上記製品の性能、効率を支配する重要な構成要素の一つはタービンであり、近年このタービンに対し、過渡応答特性の向上、タービン入り口温度の高温化および高速回転化などが求められている。この3つの要望に対してタービンホイール、タービンディスク、タービンブレードなどの回転部品を構成する材料の改良が望まれるが、タービン入り口温度の高温化および高速回転化については、前記回転部材に現在使用されているNi基超合金をベースにする場合、クリープ強度を含めた高温強度のさらなる向上

が必要である。しかし、組成的観点から現状のNi基超合金の高温強度向上を望むことはほとんど困難であり、例えば単結晶化といった特殊プロセスによる高温強度向上の検討が進められている。この特殊プロセスの採用は、ジェットエンジンブレードなどの高価な少量生産品なら上記方策も有効であるが、乗用車用小型過給機などの複雑形状の量産品ではコスト的に適用が困難である。また、過渡応答特性については、Ni基超合金の比重がその組成に拘わらず約8~9であるため、その向上を図ることはできない。

【0003】Ni基超合金に替わり以上の3つの性能向上に有望な材料として金属間化合物TiAlを主相とする合金（以下、TiAl系金属間化合物基合金）が注目を集めている。このTiAl系金属間化合物基合金は、比重が約4と軽量であることから慣性モーメントが小さくなり、過渡応答特性の向上が期待できる。また、回転体では負荷される応力は比重で除した比強度を考慮すればよいから、TiAl系金属間化合物基合金の比重がNi基超合金の約1/2であることから、高温強度がNi基超合金の1/2以上あれば、タービン入り口温度の高

温化、高速回転化が可能となる。

【0004】しかし、TiAl金属間化合物は常温延性に乏しく、また700℃以上において強度、耐酸化性が低下するという問題があった。常温延性についてはVを添加すること（米国特許4294615号）、あるいはMnを添加すること（特公昭62-215号）が提案されているが、高温域における強度および耐酸化性の向上には至っていない。

【0005】以上の状況に対し、本発明者は先に以下の提案を行っている。

特開平5-78769号

金属間化合物(Ti, Nb)Alを主相とし、Al:40~55%、Nb:1~10%、Cr、Si、Ni、Zr、Y、V、Mn、Ta、Hf、Moよりなる群から選ばれた1つ以上の金属を0.1~10%、Ti:25~60%からなる組成を有するTiAl系金属間化合物基合金

【0006】特開平9-176763号

Al45~48原子%、Moおよび/またはNi:0.5~3%、Nb:5~9%、C:0.1~0.5%、Mn:1~2%、残部Tiおよび不可避免の不純物からなるTiAl系金属間化合物基合金

特開平10-130756号

Al:45~48原子%、Nb:5~9%、Cr:1~2%、Si:0.2~0.5%、Ni:0.3~2%、Y:0.01~0.05%、残部Tiおよび不可避免の不純物からなる組成を有し、微細な等軸粒の鍛造組織からなるTiAl系金属間化合物基合金

【0007】

【発明が解決しようとする課題】上記特開平5-787

69号、特開平9-176763号および特開平10-130756号において提案した合金は、TiAl系金属間化合物基合金の耐酸化性、高温強度向上に有効ではあるが、より一層の特性改善が望まれる。そこで本発明は、実用に十分対応しうる耐酸化性、高温強度、靱・延性を有するTiAl系金属間化合物基合金の提供を課題とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者は上記課題を解決するために、組成のみならずミクロ組織、およびその組織をえるための製造プロセスを含めた総合的な検討を行ったところ、以下の知見を得た。

1) 実用に十分対応しうる耐酸化性、高温強度、靱・延性を確保するための組成としては、原子%で、Al:44.5~48.5%、Nb:5~9.5%、Cr:0.5~2%、Si:0.1~0.4%、Ni:0.1~0.4%、残部不可避免の不純物およびTiからなる組成とすることが必要である。

2) ミクロ組織的には、 $\gamma$ 相を呈するTiAl相( $\gamma$ -TiAl相、以下 $\gamma$ 相)および $\alpha_2$ 相を呈するTi<sub>3</sub>Al相( $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al相、以下 $\alpha_2$ 相)が板状に積層しているラメラ組織を主構成相としつつも、板状ではなく塊状である $\gamma$ 相とが複合化している2相組織、またはラメラ組織を主構成相としつつも、 $\gamma$ 相および $\beta$ 相を呈する相( $\beta$ 相)が複合化している3相組織とすることが常温ならびに高温の材料特性向上に対して有効である。

3) 上記のような2相または3相組織のTiAl系金属間化合物基合金を得るためには、組成を上記の範囲にするとともに、熱処理における加熱温度、時間を制御する必要がある。

【0009】本発明のTiAl系金属間化合物基合金は、原子%で、Al:44.5~48.5%、Nb:5~9.5%、Cr:0.5~2%、Si:0.1~0.4%、Ni:0.1~0.4%、残部不可避免の不純物およびTiからなる組成を有し、 $\gamma$ 相および $\alpha_2$ 相からなるラメラ組織と $\gamma$ 相の2相組織、またはラメラ組織、 $\gamma$ 相および $\beta$ 相の3相組織を有することを特徴とする。

【0010】以上の本発明TiAl系金属間化合物基合金においては、 $\gamma$ 相および $\alpha_2$ 相からなるラメラ組織が主構成相をなすとともに、このラメラ組織において $\alpha_2$ 相と $\gamma$ 相が板状に積層した構造を有している。そして、ラメラ組織の平均粒径が300 $\mu$ m以下であり、隣接する $\alpha_2$ 相の平均間隔が2 $\mu$ m以下であることが望ましい。

【0011】また、本発明におけるTiAl系金属間化合物基合金の製造方法は、原子%で、Al:44.5~48.5%、Nb:5~9.5%、Cr:0.5~2%、Si:0.1~0.4%、Ni:0.1~0.4%、残部不可避免の不純物およびTiからなる合金溶湯を

鑄造して鑄造物を得る工程、前記鑄造物を1300～1400℃の温度範囲にて10分以上加熱保持する工程、加熱保持した後急冷処理を施す工程、とからなることを特徴とする。

【0012】本発明において、得られた鑄造物に熱間静水圧プレス処理を施した後に加熱保持することもできる。また、加熱保持工程を非酸化性雰囲気下で行い、急冷処理を不活性ガスの導入、攪拌により行なうことが望ましい。急冷処理は、加熱保持温度から1000℃までを20～500℃/minの冷却速度で行えばよい。

【0013】以下本発明合金の成分限定理由を説明する。

Al: Alは本発明合金の主たる構成元素であり、Tiとともに金属間化合物を形成する。Alの濃度が44.5%未満では常温における延性が低下する。一方、48.5%を超えると高温強度が低下してしまう。したがって、本発明では44.5～48.5%とする。

【0014】Nb: Nbは耐酸化性の向上、さらには高温強度を向上させる働きを有する。添加量が5%未満では800℃以上の高温用途を考えると耐酸化性、高温強度の向上に効果がなく、一方、9.5%を超えると常温延性が低下する。したがって、本発明においては、5～9.5%とする。なお、6%未満では本発明での対象の一つである乗用車用小型過給機の使用環境である850℃程度の温度域においては長時間を想定した場合での耐酸化性が不十分であり、また、8.5%を超えても添加量に応じた耐酸化性が得られないとともに比重が増加するため、6～8.5%とすることが望ましい。

【0015】Cr: Crは常温における靱・延性向上を目的として添加する。0.5%未満では常温における靱・延性の向上が不十分であり、一方、2%を超えると高温強度を低下させる。したがって、本発明においては、0.5～2%とする。望ましいCrの量は、0.7～1.3%である。

【0016】Si: Siは耐酸化性向上とともにクリープ強度を向上させる働きがある。添加量が0.1%未満では添加効果が十分でなく、一方、0.4%を超えると常温における靱・延性が低下する。したがって、本発明では0.1～0.7%とする。望ましいSiの量は0.15～0.35%である。

【0017】Ni: Niは耐酸化性および高温強度の向上を目的として添加させる。添加量が0.1%未満では添加効果が不十分であり、一方、0.4%を超えると常温における靱・延性が低下する。したがって、本発明では0.1～0.4%とする。望ましいNiの量は、0.15～0.35%である。

【0018】その他: 上記構成元素以外は不可避的不純物およびTiからなるが、不純物元素のうちO(酸素)が合金中に1000ppmを超えて含まれていると、靱性を低下させるため、Oは1000ppm以下に規制するこ

とが推奨される。

【0019】次に本発明合金の組織について説明する。本発明合金は、前述のように、 $\gamma$ 相および $\alpha_2$ 相からなるラメラ組織および $\gamma$ 相の2相組織、またはラメラ組織、 $\gamma$ 相および $\beta$ 相の3相組織を有する。TiAl系金属間化合物基合金ではこのラメラ組織をいかに発達させるかが良好な機械的特性を得るために重要視されてきた。このラメラ組織は以下のように形成される。すなわち、高温状態では $\alpha$ 相であるが、冷却過程で $\alpha$ 相から $\gamma$ 相が層状に析出し、残る $\alpha$ 相が規則変態により $\alpha_2$ 相に変化することで形成される。

【0020】ラメラ組織は、 $\gamma$ 相と $\alpha_2$ 相とが積層した形態を有し、積層方向に垂直な方向の断面で捉えると、 $\gamma$ 相と $\alpha_2$ 相とが交互に存在する。そして、比較的観察が容易な、隣接する $\alpha_2$ 相同士の間隔をラメラ間隔として定義することができる。TiAl系金属間化合物基合金は、理想的には、粒径の小さい、具体的には300 $\mu$ m、望ましくは200 $\mu$ m以下のラメラ組織のみで構成され、さらにラメラ間隔は2 $\mu$ m以下、望ましくは1 $\mu$ m以下の組織を有することが理想である。

【0021】冷却過程において、冷却速度が速すぎると $\gamma$ 相の析出が追いつかず、いわゆるマッシュ変態が生じてラメラ組織とはならず、また、冷却速度が遅すぎると $\gamma$ 相の析出が多すぎるため、ラメラ間隔が広くなることから、冷却速度を制御することにより、その組織を理想的なものにすることが一般的である。なお、冷却速度として問題となるのは、組織形成が完了する1000℃までであり、それ以下の温度域における冷却速度は本質的に問題とはならない。

【0022】TiAl系金属間化合物基合金において、 $\alpha$ 相単層領域で熱処理を行うことにより、その組織を全てラメラから構成することは可能である。ただし、鍛造等で可能である高温下における塑性加工を加えないまま、単純に高温で保持を行うとラメラ組織は1mm以上の粒径まで容易に成長してしまい、材料が脆くなる。したがって、上記のような理想的な組織を得るためには、鍛造、押出等の熱間加工による塑性加工を加えることが必須の条件であった。換言すれば、鍛造等の塑性加工が加えられない精密な鑄造物ではラメラ組織が異常成長してしまい、理想的な組織を得ることは困難であった。

【0023】そこで本発明ではラメラ組織間に他の相を導入することにより、ラメラ組織の粗大化を防止することとした。より具体的には、ラメラ組織の間に $\gamma$ 相、または $\gamma$ 相および $\beta$ 相を残存させ、ラメラ組織の粗大化を防止しようとするものである。ただし、 $\beta$ 相および $\gamma$ 相の存在比率は、ラメラ組織の粗大化防止に必要な程度の最小限に抑えることが望ましいことは言うまでもない。一つの指標として、面積率でラメラ組織が70～97%存在し、残部が $\beta$ 相および $\gamma$ 相であること

が望ましい。一方、ラメラ間隔を狭くするためには、冷却時の速度を適正な範囲で速くする。つまり、 $\alpha$ 相間に少量の $\gamma$ 相、または $\gamma$ 相および $\beta$ 相が存在するような温度に加熱保持した後に、適正な冷却速度で冷却することにより、鋳造物においても、粒径の小さいラメラ組織が組織の主体をなし、かつラメラ間隔の狭いTiAl系金属間化合物基合金の製造を可能とした。

【0024】以下そのような本発明TiAl系金属間化合物基合金の製造方法について説明する。本発明においては、原子%で、Al:44.5~48.5%、Nb: 5~9.5%、Cr:0.5~2%、Si:0.1~0.4%、Ni:0.1~0.4%、残部不可避的不純物およびTiからなる合金を溶解、鋳造する。溶解方法、鋳造方法については従来公知の方法が適用できる。例えば、小型過給機のタービンホイールを対象とする場合には、精密鋳造法であるロストワックス法を適用することができる。

【0025】次に得られた鋳造物に熱間静水圧プレス処理を施す。この熱間静水圧プレス処理は、鋳造物が比較的大きい場合には鋳造物中に果などの鋳造欠陥が存在していることがあり、この鋳造欠陥を消滅させる目的で行うものである。したがって、本発明において熱間静水圧プレス処理は任意の工程である。

【0026】熱間静水圧プレス処理の条件は、加熱温度:1200~1300℃、圧力:1100~1300 atm、処理時間:0.5~3時間とすることが望ましい。温度が1200℃未満では鋳造欠陥を消滅させるためには不十分であり、また、1300℃を超えると表面酸化による汚染が無視できないためである。なお、むしろ熱間静水圧プレス処理はアルゴン等の非酸化雰囲気で行うが、加圧するためガス中に不純物として存在する酸素の分圧が高くなり、温度が高くなると表面に若干の酸化が生じる。この際、対象製品が表面を除去できるものであれば問題ないが、小型過給機のタービンホイールなどの鋳物の表面をそのまま使用し、しかも翼が非常に薄いものではこの酸化は望ましくない。圧力が1100 atm未満では鋳造欠陥を消滅させるためには不十分であり、また、1300 atmを超えると効果が飽和する反面、これが可能な熱間静水圧プレスの装置に限られるなどの制約があるためである。処理時間は、0.5時間未満では鋳造欠陥を消滅させるためには不十分であり、また、3時間を超えても効果が飽和する反面処理コストがかかるためである。

【0027】熱間静水圧プレス処理を施さない場合には鋳造後、また、熱間静水圧プレス処理を施す場合には熱間静水圧プレス処理後に、1300~1400℃の温度範囲で、10分以上加熱保持する。加熱温度を1300~1400℃とするのは、この温度範囲で本発明の組織、 $\gamma$ 相および $\alpha_2$ 相からなるラメラ組織および $\gamma$ 相の2相組織、またはラメラ組織、 $\gamma$ 相および $\beta$ 相の3

相組織が安定して得られるからである。なお、この2相組織と3相組織の違いは組成、および熱処理温度のわずかな差異に起因して生じる。ただし、いずれの組織においても本発明の狙いであるラメラ組織の粗大化防止は可能となるため、2相組織と3相組織を敢えて区別する必要はなく、この2種類の組織のいずれかが得られる成分と熱処理範囲を規定すればよい。

【0028】1300℃未満では $\gamma$ 相および $\beta$ 相の微細な2相組織からなる低強度な組織、1400℃を超えるとラメラ単独の粗大な結晶粒からなる低延性の組織となる傾向が強い。したがって、加熱温度は1340~1380℃とすることが望ましい。さらに、加熱保持時間が10分未満では加熱温度が本発明範囲内であっても所望の組織を得ることができず、また、所望の組織を得るためには100分程度の保持で十分であり、それを超える保持はエネルギーの浪費となるため、加熱保持時間は10~100分がよい。より望ましい加熱保持時間は15~70分である。

【0029】なお、以上の加熱保持において、材料の酸化防止のためにその雰囲気为非酸化性とすることができる。特に、小寸法品を対象とする場合には、酸化の影響が大きくなるので非酸化性雰囲気とすることが推奨される。ここで、非酸化性雰囲気とは、真空またはAr等の不活性ガス雰囲気をいう。

【0030】以上の加熱保持の後に、急冷処理する。この急冷処理により、ラメラ間隔を2 $\mu$ m以下と狭く、より望ましくは1 $\mu$ m以下とする。冷却速度は、20~500℃/minとすることが望ましい。20℃/min未満では $\gamma$ 相の析出が多すぎるため、ラメラ間隔が広くなり、また、500℃/minを超えると $\gamma$ 相の析出が追いつかず、いわゆるマッシュ変態によってラメラ組織が形成されないためである。この急冷処理は、加熱保持が真空または不活性ガス雰囲気下で行われている場合、所定の加熱時間経過後に加熱を解除するとともに、真空下で加熱保持していた場合には加熱炉中に不活性ガスを導入するとともにそのガスを攪拌させるか、不活性ガス雰囲気下で加熱保持していた場合には加熱炉中の不活性ガスを攪拌するかあるいは新たに加熱炉中に不活性ガスを導入するとともにそのガスを攪拌すればよい。このような熱処理を実行することが可能な熱処理炉として、真空ガスファンクーリング熱処理炉(以下、GFCと称す)がある。但し本発明の急冷処理はこれら態様に限るものではなく、所定の加熱保持後に熱処理炉から取り出して空冷する、あるいは他のチャンバー内に移動させた後にこのチャンバー内に不活性ガスを導入、吹付け等の手段であっても本発明を実施することができる。

【0031】

【発明の実施の形態】以下本発明を具体的実施例に基づき説明する。

(実施例1) 高周波スカル溶解を用いて表1に示す組成

の100mmφ×150mm1のサイズのインゴットを作成した。このインゴットを1350～1370℃の温度域、真空下で20分加熱保持し、その後空冷した。このインゴットから機械加工により平行部の直径：5mm、標点間距離：22mmの引張り試験片、クリープ試験片を採取した。また、20mm×20mm×2mmの酸化試験片も採取した。以上の引張り試験片のミクロ組織観察を行ったところ、何れの材料も $\gamma$ 相および $\alpha_2$ 相からなるラメラ組織および $\gamma$ 相の2相組織、またはラメラ組織、 $\gamma$ 相および $\beta$ 相の3相組織であることが確認された。また、何れの材料も酸素含有量は1000\*

\*ppm 以下であった。

【0032】常温延性は室温の引張り試験での伸びによって評価した。引張り試験の初期ひずみ速度は $3.8 \times 10^{-4}/s$ である。高温強度は800℃のクリープ破断試験での破断時間によって評価した。負荷応力は20Kgf/mm<sup>2</sup>である。また、耐酸化性は800℃で500時間保持した後の酸化増量によって評価した。その結果を表1に併せて示す。

【0033】

【表1】

No	合金組成 (原子%)							室温 伸び (%)	クリープ 破断時間 (H)	酸化 増量 (mg/cm <sup>2</sup> )
	Al	Nb	Cr	Si	Ni	O*	Ti			
1	43.8	7.5	1.1	0.28	0.29	753	bal	0.6	770	2.2
2	44.8	7.6	1.0	0.30	0.32	852	bal	1.1	765	2.1
3	46.5	7.6	1.0	0.29	0.31	785	bal	1.3	723	2.0
4	47.6	7.7	0.9	0.31	0.31	658	bal	1.3	658	2.3
5	49.1	7.3	0.9	0.31	0.29	950	bal	1.5	458	2.2
6	46.1	3.9	0.8	0.32	0.31	580	bal	1.5	565	6.8
7	46.2	5.4	0.9	0.31	0.30	680	bal	1.4	671	3.3
8	46.3	7.1	1.1	0.30	0.28	738	bal	1.3	723	2.1
9	46.0	8.7	1.2	0.31	0.31	652	bal	1.2	741	1.8
10	45.9	10.3	1.0	0.30	0.29	580	bal	0.8	456	1.8
11	45.9	8.5	0.3	0.29	0.30	726	bal	0.4	805	1.6
12	46.0	8.2	0.7	0.31	0.31	485	bal	1	756	1.7
13	46.0	8.4	1.0	0.30	0.33	582	bal	1.3	685	1.8
14	45.9	8.5	1.4	0.31	0.27	850	bal	1.5	652	2.0
15	46.1	8.3	1.8	0.33	0.28	463	bal	1.6	634	2.3
16	45.8	8.3	2.3	0.29	0.26	653	bal	1.6	508	2.5
17	46.0	8.5	1.1	0.05	0.33	921	bal	1.4	468	2.2
18	45.9	8.6	1.1	0.16	0.30	695	bal	1.4	655	2.1
19	45.8	8.7	1.0	0.24	0.30	783	bal	1.2	754	2.0
20	46.0	8.2	1.0	0.36	0.28	485	bal	1.1	775	1.8
21	46.2	8.6	0.9	0.47	0.30	586	bal	0.6	784	1.7
22	45.9	8.4	1.0	0.31	0.14	693	bal	1.4	515	2.1
23	45.8	8.5	0.9	0.30	0.26	785	bal	1.3	654	2.1
24	45.8	8.6	1.0	0.29	0.34	596	bal	1.2	695	1.9
25	46.0	8.3	1.2	0.26	0.47	856	bal	0.8	704	1.8

\*O(酸素)量はPPM

【0034】No.1～5はAl含有量の影響を確認するための材料であり、No.1は本発明範囲よりAl量が少ない例、またNo.5は本発明範囲よりAl量が多い例、No.2～4は本発明範囲内のものである。Al量が増加するにしたがって、室温伸びは向上し、クリープ破断時間は減少する傾向にある。そして、本発明範囲内にあるNo.2～4は室温伸びが1.1%以上、クリープ破断時間が650時間以上、酸化増量が2.3mg/cm<sup>2</sup>以下という特性を得ているのに対し、Al量が少ないNo.1は室温伸びが0.6%と不足し、また、Al量が多いNo.5はクリープ破断時間が458時間と劣る結果となった。以上の結果により、本発明においては、Al量を44.5～48.5%の範囲とする。室温伸び、クリープ破断時間、酸化増量をバランスよく得るには、Al量を45.5～46.5%の範囲とするこ※50

※とが望ましい。

【0035】No.6～10はNb含有量の影響を確認するための材料であり、No.6は本発明範囲よりNb量が少ない例、またNo.10は本発明範囲よりNb量が多い例、No.7～9は本発明範囲内のものである。Nb量が増加するにしたがってクリープ破断時間及び酸化増量は良好になるが、室温伸びは低下する傾向にある。そして、本発明範囲内にあるNo.7～9は室温伸びが1.2%以上、クリープ破断時間が560時間以上、酸化増量が3.3mg/cm<sup>2</sup>以下という特性を得ているのに対し、Nb量が少ないNo.6は酸化増量が6.83mg/cm<sup>2</sup>と劣り、また、Nb量が多いNo.10は室温伸びが0.8%と劣る結果となった。以上の結果により、本発明においてはNb量を5～9.5%の範囲、望ましくは6～8.5%とする。

【0036】No.11~16はCr含有量の影響を確認するための材料であり、No.11は本発明範囲よりCr量が少ない例、またNo.16は本発明範囲よりCr量が多い例、No.12~15は本発明範囲内のものである。Cr量が増加するにしたがって室温伸びは向上するが、クリープ破断時間及び酸化増量は低下する傾向にある。そして、本発明範囲内にあるNo.12~15は室温伸びが1.0%以上、クリープ破断時間が630時間以上、酸化増量が $2.3\text{mg}/\text{cm}^2$ 以下という特性を得ているのに対し、Cr量が少ないNo.11は室温伸びが0.4%と劣り、また、Cr量が多いNo.16はクリープ破断時間が508時間と劣る結果となった。以上の結果により、本発明においてはCr量を0.5~2.0%の範囲、望ましくは0.7~1.3%とする。

【0037】No.17~21はSi含有量の影響を確認するための材料であり、No.17は本発明範囲よりSi量が少ない例、またNo.21は本発明範囲よりSi量が多い例、No.18~20は本発明範囲内のものである。Si量が増加するにしたがってクリープ破断時間及び酸化増量は向上するが、室温伸びは低下する傾向にある。そして、本発明範囲内にあるNo.18~20は室温伸びが1.1%以上、クリープ破断時間が655時間以上、酸化増量が $2.1\text{mg}/\text{cm}^2$ 以下という特性を得ているのに対し、Si量が少ないNo.17はクリープ破断時間が468時間と劣り、また、Si量が多いNo.21は室温伸びが0.6%と劣る結果となった。以上の結果により、本発明においてはSi量を0.1~0.4%の範囲、望ましくは0.15~0.35%とする。

【0038】No.22~25はNi含有量の影響を確認するための材料であり、No.22は本発明範囲よりNi量が少ない例、またNo.25は本発明範囲よりNi量が多い例、No.23~24は本発明範囲内のものである。Ni量が増加するにしたがってクリープ破断時間及び酸化増量は向上するが、室温伸びは低下する傾向にある。そして、本発明範囲内にあるNo.23~24は室温伸びが1.2%以上、クリープ破断時間が654時間以上、酸化増量が $2.1\text{mg}/\text{cm}^2$ 以下という特性を得ているのに対し、Ni量が少ないNo.22はクリープ破断時間が515時間と劣り、また、Ni量が多いNo.24は室温伸びが0.8%と劣る結果となった。以上の結果により、本発明においてはNi量を0.2~0.4%の範囲、望ましくは0.15~0.35%とする。

【0039】(実施例2) 実施例1のNo.9の組成を採用し、ロストワックス法により図1に示すような構造の小型過給機用のタービンホイール1を得た。得られたタービンホイール1を1200℃、1200atmで2時

間の熱間静水圧プレス処理を施した。熱間静水圧プレス処理後にマイクロ組織観察を行ったところ、ラメラ組織のない $\gamma$ 相および $\beta$ 相の2相組織であった。熱間静水圧プレス処理を施した他のタービンホイールについて、GFC熱処理炉を用い、真空中で次の2条件の熱処理を行った。熱処理条件1は1360℃、30分保持後、Arガスを導入するとともに、炉内のファンを回して強制的に冷却を行う熱処理であり、熱処理条件2は1430℃、30分保持後、同条件の冷却方法の熱処理である。熱処理後にマイクロ組織観察を行ったところ、熱処理条件1ではラメラ組織、 $\gamma$ 相および $\beta$ 相の3相組織であり、 $\gamma$ 相および $\beta$ 相の合計が面積率で8%、残部が実質的にラメラ組織であることが確認された。このラメラ組織の平均粒径は $180\mu\text{m}$ 、ラメラ間隔は $0.7\mu\text{m}$ であった。また、熱処理条件2では全体がラメラ組織のみからなることが確認された。このラメラ組織の平均粒径は $2500\mu\text{m}$ 、ラメラ間隔は $0.8\mu\text{m}$ であった。

【0040】熱間静水圧プレス処理後にマイクロ組織観察を行ったタービンホイール及び2条件の熱処理後にマイクロ組織観察を行ったタービンホイールから、平行部の直径:5mm、標点間距離:22mmの引張り試験片、クリープ試験片を採取し、実施例1と同様に、引張り試験及びクリープ破断試験を実施した。その結果、熱間静水圧プレス処理後にマイクロ組織観察を行ったタービンホイールから採取した試験片では室温伸び0.6%、クリープ破断時間378時間の特性を示した。熱処理条件1の熱処理後にマイクロ組織観察を行ったタービンホイールから採取した試験片では室温伸び1.5%、クリープ破断時間810時間の特性を示した。また熱処理条件2の熱処理後にマイクロ組織観察を行ったタービンホイールから採取した試験片では室温伸び0.3%、クリープ破断時間840時間の特性を示した。この結果から、合金組織をラメラ組織を主体としつつも、 $\gamma$ 相または $\beta$ 相の導入によって、ラメラ組織の粗大化を防止すると同時に、冷却速度を速くすることでラメラ間隔を狭くした組織が、具体的にはラメラ組織の粒径を $300\mu\text{m}$ 、望ましくは $200\mu\text{m}$ 以下、ラメラ間隔を $3\mu\text{m}$ 以下、望ましくは $1\mu\text{m}$ 以下とすることが常温靱・延性及び高温強度確保のために有効であることが確認された。

【0041】(実施例3) 実施例2において、GFCにおける熱処理条件を表2に示すように変動させ、その条件がマイクロ組織に及ぼす影響を観察した。評価内容はマイクロ組織観察によるラメラ組織の面積比率、ラメラ組織の粒径およびラメラ間隔である。結果を表2に併せて示す。

【0042】

【表2】

13

14

記号	熱処理温度 (°C)	熱処理時間 (min)	冷却方法	ラメラ 組織比率 (%)	ラメラ 組織粒径 ( $\mu\text{m}$ )	ラメラ 間隔 ( $\mu\text{m}$ )
A	1360	30	炉 冷	80	200	4
B	1250	30	Arガス導入 ファン回転	0	—	—
C	1450	30	Arガス導入 ファン回転	100	3000	1
D	1360	2	Arガス導入 ファン回転	25	130	0.7
E	1360	15	Arガス導入 ファン回転	91	170	0.8
F	1360	90	Arガス導入 ファン回転	88	280	0.7
G	1360	60	水冷	10	120	0.3

【0043】熱処理Aは、冷却方法が炉冷である以外実施例2の熱処理条件1と同様の条件の熱処理であるが、その組織はラメラ間隔が4 $\mu\text{m}$ と広がった。これは、炉冷のため冷却速度が遅いことが原因と推測される。次に、熱処理Bは、熱処理時間及び冷却方法が実施例2と同様であるが、熱処理温度が1250°Cと低いため、ラメラ組織は発達しなかった。また、熱処理温度が1460°Cと高い熱処理Cは、実施例2の熱処理条件2と同様に粗大なラメラ組織となった。

【0044】また、熱処理時間が2分と短い熱処理Dはラメラ組織の比率が少なかったが、これは熱間静水圧プレス処理で形成された $\gamma$ 相と $\beta$ 相の2相組織が変態し、ラメラ組織の基となる $\alpha$ 相が十分に形成されるには時間が足りなかったためと考えられる。また、熱処理時間が15分の熱処理Eと90分と長い熱処理Fは同様の望ましい組織となった。熱処理Gは、被熱処理物を炉から取り出して水冷したものであるが、この場合は冷却速度が速すぎ、ラメラ組織が形成されにくくなったため、ラメラ組織の比率は少なくなった。

【0045】

【発明の効果】以上説明のように、本発明のTiAl系金属間化合物基合金は、原子%で、Al:44.5~4\*

\*8.5%、Nb:5~9.5%、Cr:0.5~2%、Si:0.1~0.4%、Ni:0.1~0.4%、残部不可避の不純物およびTiからなる鋳造物を得た後、1300~1400°Cの温度範囲で10分以上加熱保持した後急冷することにより、その組織を $\gamma$ 相および $\alpha_2$ 相からなるラメラ組織と $\gamma$ 相の2相組織、またはラメラ組織、 $\gamma$ 相および $\beta$ 相の3相組織とすることにより、常温靱・延性、高温強度、耐酸化性に優れたTiAl系金属間化合物基合金が得られる。

【0046】また、以上の本発明合金を用いたタービン部材は、高温強度、耐酸化性に優れるから、タービン入り口温度の高温化、高速回転化に対応できることは勿論、TiAl合金としては室温での靱・延性に優れていることから、製造工程において、機械加工等の製造性が良好であると同時に、脆い材料の場合発生が懸念される加工時の割れ等の問題が回避できる。

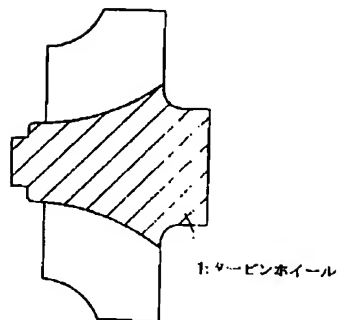
【図面の簡単な説明】

【図1】 実施の形態で作成したタービンホイールの構造を示す図である。

【符号の説明】

1 タービンホイール

【図1】



---

フロントページの続き

(51)Int.Cl. <sup>7</sup> )	識別記号	F I	ターボコード(参考)
C 22 F 1/00	6 9 1	C 22 F 1/00	6 9 1 B
	6 9 2		6 9 1 C
			6 9 2 A